增强颗粒与基体适配性对颗粒增强铝基复合材料强化机理的影响*

向兆兵 聂俊辉 魏少华 左 涛 马自力 樊建中

(北京有色金属研究总院 北京 100088)

摘 要 用粉末冶金法制备了分别用Al_2O_3、SiC颗粒增强的颗粒体积分数为25%的6061Al基复合材料, 在不同温度对其进行固溶-时效热处理, 通过拉伸曲线分析和断口SEM分析研究了增强颗粒与基体适配性对颗粒增强铝基复合材料拉伸性能的影响。结果表明, 低强度Al_2O_3颗粒不适合用于增强高强度的6061Al基体; 研究了增强颗粒与基体适配性对颗粒增强铝基复合材料强化机制的影响, 发现主要通过影响应力传递机制来影响复合材料性能; 揭示了适配性与增强颗粒开裂、复合材料屈服之间的关系, 得出增强颗粒相对于基体强度越高, 颗粒开裂越少, 并总结了一种表示增强颗粒与基体适配性关系的方法。

关键词 复合材料, 颗粒增强铝基复合材料, 适配性, 强化机理, 拉伸性能

分类号 TB333 文章编号 1005-3093(2015)10-0744-07

Effects of Particle-matrix Matching on Strengthening Mechanism of Particle Reinforced Al Matrix Composites

XIANG Zhaobing NIE Junhui WEI Shaohua ZUO Tao MA Zili FAN Jianzhong**

(General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

*Supported by National High Technology Research and Development Program of China No.2013AA031201, and National Basic Research Program of China No2012CB619606.

Manuscript received October 16, 2014; in revised form November 17, 2014.

**To whom correspondence should be addressed, Tel: (010)60689822, E-mail: jzfan@grinm.com

ABSTRACT Al-based composites of 25% SiC_p/6061Al and 25% Al_2O_3/6061Al were fabricated by powder metallurgy method, and then suffered from different solution-aging treatments to ensure the composites with desired strength. The effect of particle-matrix compatibility on the tensile property of the composites was investigated by tensile test and SEM observation. Results show that the low strength Al_2O_3 particles were not suitable to strengthening the high strength 6061Al matrix. The effect of particle-matrix compatibility on strengthening mechanism was discussed, and it is believed that the particle-matrix compatibility affects the composite property through the stress transfer mechanism. The relationships between particle-matrix compatibility with the particle fracture and composites yielding were revealed, It is obtained that particle cracking decreased as particle strength increase, and finally an expression to represent the particle-matrix compatibility was summed up.

KEY WORDS composites, particle reinforced aluminum matrix composite, particle-matrix matching, strengthening mechanism, tensile property

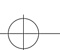
与传统结构材料相比, 颗粒增强铝基复合材料有比强度高、比刚度高、耐磨性好兼具优良塑性等优点, 得到了广泛应用[1-4]。颗粒增强铝基复合材料的性能优势, 得益于增强颗粒对铝基体的强韧化作用。因此, 研究PRMMCs的强韧化机理有利于复合材料性能的优化设计。

了解增强颗粒对复合材料强度、韧性的影响规律, 是揭示PRMMCs强韧化机理的基础。李侠[5]应用Eshelby等效夹杂理论模拟计算了SiC/2024Al复合材料的屈服强度, 发现其屈服强度随着SiC颗粒尺寸的减小而提高, 与Lloyd[6]的实验结果相符; Song[7]用球形Al_2O_3颗粒、不规则形状Al_2O_3颗粒分别强化6061Al合金, 发现球形颗粒强化的复合材料具有较好的塑性, 但强度偏低。目前已经充分了解了

* 国家高技术研究发展计划2013AA031201和国家重点基础发展计划2012CB619606资助项目。

2014年10月16日收到初稿; 2014年11月17日收到修改稿。

本文联系人: 樊建中, 教授



特定单一因素对PRMMCs强度、韧性的影响规律,从而使PRMMCs的性能得到了显著改善。但是,随着对PRMMCs性能要求的提高,通过控制单一因素设计复合材料的性能已经无法满足要求。因此需要更深入地研究PRMMCs的强韧化机理,揭示复合材料中各成分之间的相互作用关系,以进一步优化设计复合材料的性能。在颗粒增强铝基复合材料的受力过程中,其主要的强化机制是载荷由铝基体向增强颗粒传递而使增强颗粒承载。因此,研究增强颗粒与基体适配性关系对应力传递机制的影响,对于揭示PRMMCs的强韧化机制有重要的意义。徐娜[8]使用等效夹杂模型和割线模量法模拟计算了硬基体、软基体复合材料的应力-应变曲线,发现基体强度不同则复合材料的模拟结果准确度也不同,说明不同的基体与增强体搭配有不同的强韧化机制;Gao[9]在应变梯度塑性理论的基础上建立单颗粒模型并计算了颗粒增强铝基复合材料内部的应力、应变表达式,发现增强颗粒的受力大小、应力集中因子与增强颗粒和基体的弹性模量之比以及基体屈服强度有关,其比值越大、基体屈服强度越高,应力集中作用越强; Lee[10]模拟计算了PRMMCs中的热应力分布情况,发现颗粒、基体的热膨胀系数差对于复合材料内部热应力的分布及大小有显著的影响。

以上研究结果表明, PRMMCs中增强颗粒与基体的适配性对复合材料的强度、韧性有显著的影响。本文选择SiC、Al_2O_3两种颗粒作为增强相强化6061Al合金基体,用粉末冶金法制备复合材料,在不同温度对各复合材料试样进行固溶-时效强化处理,研究增强颗粒与基体适配性对复合材料拉伸性能的影响规律,探讨增强颗粒与基体适配性对应力传递效率的影响机制,以揭示增强颗粒开裂与基体屈服强度之间的关系。

1 实验方法

选用粒度为-200目的气雾化6061Al合金粉作为基体,选用SiC、Al_2O_3两种颗粒作为增强体,用机械混料方式分别将不同增强体颗粒与6061Al粉末混合均匀,然后用冷等静压将粉末混合物压制成型,通过真空除气、热等静压制备完全致密的坯锭。随后对坯锭进行热挤压,挤压温度为470℃、挤压比为13∶1,最终得到25%SiC_p/6061Al(体积分数,下同)和25% Al_2O_3/6061Al复合材料挤压棒材。实验用6061Al合金的成分列于表1。

分别对25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al复合材料试样进行固溶-时效处理,固溶温度分别为510℃、535℃、560℃,固溶1 h后在175℃人工时效10 h,制备出具有不同基体强度的复合材料。

将热处理后的复合材料加工成拉伸试样,用万能力学试验机进行拉伸试验以得到各拉伸试样的应力-应变曲线,拉伸实验加载速率为0.5 mm/min;用Axiover200 MAT金相显微镜和JSM-7001F扫描电镜观察复合材料的显微组织和断口形貌。

2 结果和讨论

2.1 低强度基体复合材料中颗粒类型对PRMMCs强化机制的影响

图1给出了挤压态25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/

表1 6061Al合金的化学成分

Table 1 Chemical components of 6061Al (%, mass fraction)

	Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Ti	Zn	Fe	Al
6061Al	0.8-1.2	0.4-0.8	0.15-0.4	0.15	0.04-0.35	0.15	0.25	0.7	Bal.

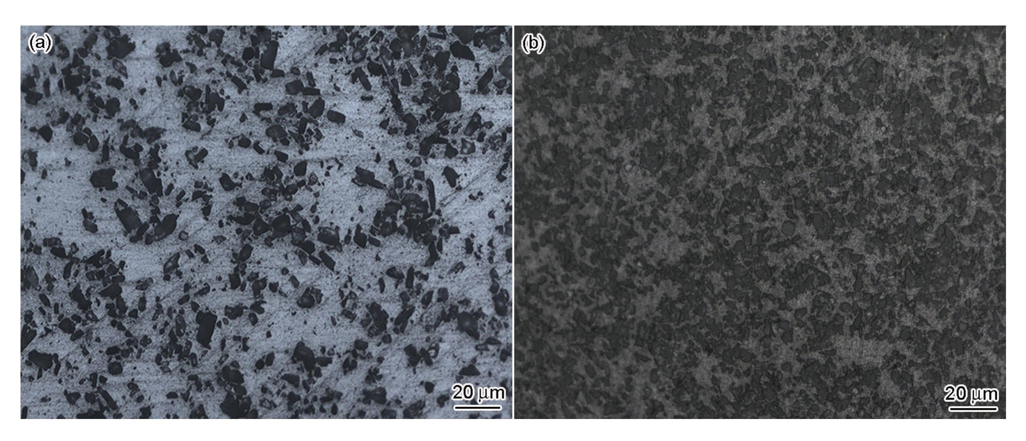


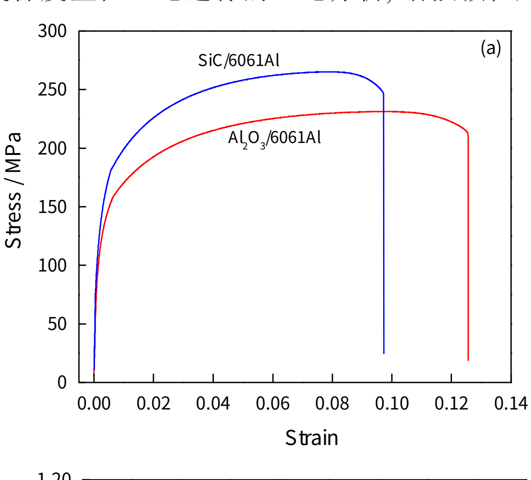
图1 25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al复合材料的金相组织

Fig.1 Metallograph of composites 25%Al_2O_3/6061Al (a) and 25%SiC_p/6061Al (b)

6061Al复合材料金相组织。可以看出, 挤压后SiC、Al_2O_3颗粒都均匀分布在6061Al合金基体中, 没有出现明显的颗粒团聚。

未进行热处理强化的挤压态复合材料的拉伸曲线, 如图2a所示。可以看出, 未进行热处理强化的25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al复合材料, 其屈服强度、抗拉强度都较低, 说明对于颗粒增强铝基复合材料, 如果铝基体强度较低, 即使用高强度的SiC颗粒作为增强相也不能制备出高强度的复合材料; 对比两种复合材料的拉伸曲线, 用Al_2O_3、SiC颗粒分别对6061Al基体进行强化得到的复合材料的屈服强度、抗拉强度不同。用SiC颗粒强化对6061Al基体产生的强化作用更大, 其屈服强度大约提高110%; 而用Al_2O_3颗粒强化相屈服强度大约提高95%。这个结果说明, 不同类型的增强颗粒对同种基体的强化作用不同。

为了解释25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al复合材料拉伸曲线不同的原因, 需要分析其强化机理。对于颗粒增强铝基复合材料, 其主要的强化机制为载荷由基体向增强颗粒传递。根据Gao[9]利用应变梯度塑性理论进行的理论分析, 增强颗粒周围



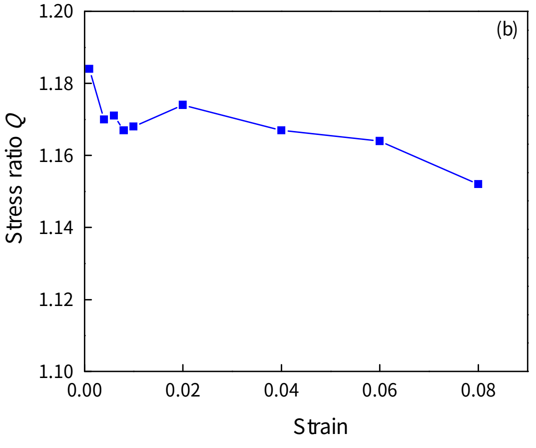


图2 未热处理的复合材料的拉伸曲线和应力比变化

Fig.2 Stress-strain curves (a) and stress ratio-strain curve (b) of composites without heat treatment

基体产生塑性变形后, 在增强颗粒与基体界面处进行载荷传递时符合应变平衡原则, 颗粒受力大小与基体、增强体的弹性模量之比以及颗粒泊松比有关:

$$\sigma_p = \frac{1}{2(1-2\nu')}\frac{E'}{E}\cdot\sigma_y\left(\frac{r_y}{a}\right)^3 \quad (1)$$

其中 $\frac{r_y}{a}$ 表示塑性变形区与颗粒尺寸的比值; $\sigma_y\left(\frac{r_y}{a}\right)^3$ 表示基体界面处所受应力。由于存在位错强化作用, 其与基体所受平均应力的关系比较复杂。如果不考虑位错强化作用, 只考虑基体产生弹性变形而产生的应力作用, 则其值近似等于基体所受平均应力, 上式可转化为

$$\sigma_p = \frac{1}{2(1-2\nu')}\frac{E'}{E}\cdot\sigma_m \quad (2)$$

结合混合法则 $\sigma_c=(1-f)\sigma_m+f\sigma_p$ 计算复合材料的受力情况, 可得到不同类型增强颗粒强化的复合材料在应力传递作用下的强度比。在本实验中, 取 $E_{SiC}=450$ GPa, $E_{Al_2O_3}=280$ GPa, $E_{Al}=70$ GPa, 体积分数 f=25%, 可计算出 $\sigma_{SiC}/\sigma_{Al_2O_3}=1.199$。由此可见, 在增强颗粒体积分数相同时, 如果不考虑位错强化作用, 两种复合材料对应的应力比为定值。

分析图2a中25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al复合材料的拉伸曲线, 取不同应变点, 得到其对应的复合材料应力比值, 如图2b所示, 其中 $Q=\sigma_{SiC/6061}/\sigma_{Al_2O_3/6061}$。可以看出, 随着应变量的增加, 两种复合材料的实际应力值之比并非定值, 而是逐渐降低。这说明, 在PRMMCs的强化过程中除了应力传递强化作用, 还有其他间接强化机制。对图2a和b进一步对比分析发现, 两种复合材料的应力比在复合材料屈服后下降较为明显。而复合材料屈服前后的主要变化为基体中位错密度的增加, 在复合材料屈服前内部只有在颗粒周围应力集中区域产生塑性变形, 位错的增值相对较少, 此时应力传递是主要强化方式。当复合材料产生屈服后, 基体塑性变形产生加工硬化而引起的强化作用越来越显著。由泰勒公式[11]和CMSG理论[12, 13]分析可知, 加工硬化的微观机制即为统计存储位错的增加而产生的基体硬化, 同时考虑颗粒与基体变形不一致而引起的几何必须位错, 可得位错强化的公式[14]

$$\Delta\sigma_y^M = \sqrt{(\beta\mu^M\sqrt{\frac{V_l\varepsilon_p b}{d}})^2+(\gamma\mu^M V_l\sqrt{\frac{\varepsilon_p b}{d}})^2} \quad (3)$$

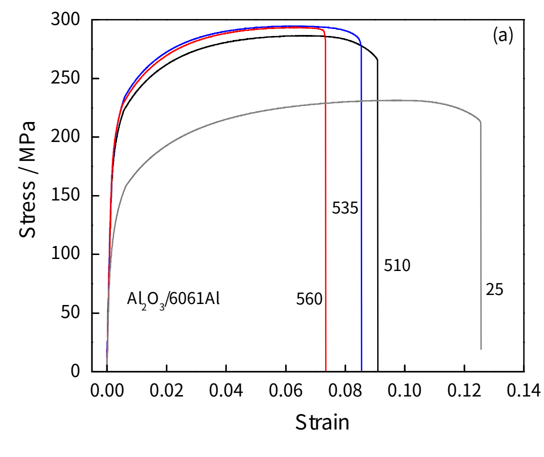
式(3)表明, 在增强颗粒体积分数一定、颗粒尺寸、长径比相差不大时产生的位错强化效果基本相同, 而

与增强颗粒类型无关。因此, 随着位错强化作用越来越显著, 增强颗粒类型对复合材料强度、韧性的影响作用减弱, 即随着位错强化作用的效果增强, 25% SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al两种复合材料的应力比下降。由此也可以得出: 增强颗粒类型主要通过影响复合材料中的应力传递机制影响其强化效果, 位错强化机制受增强颗粒类型的影响较小; 而随着复合材料应变量的增大, 位错强化机制增强, 而应力传递强化作用相对降低。

2.2 基体强度提高对颗粒增强铝基复合材料拉伸性能和颗粒开裂的影响

分析未热处理强化的25% SiC_p/6061Al、25% Al_2O_3/6061Al复合材料时, 由于6061Al基体屈服强度较低, 颗粒受力也较低, 因此颗粒开裂的影响较小。为了分析增强体开裂对复合材料拉伸性能的影响以及增强体开裂与基体屈服强度之间的关系, 分别对25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al复合材料进行不同固溶温度的固溶-时效处理, 得到了不同基体强度的铝基复合材料, 其拉伸曲线如图3所示。图3表明, 经过热处理强化提高6061Al基体强度后, 两种复合材料的屈服强度、抗拉强度都显著提高。这进一步说明了基体强度对复合材料强度的决定性作用, 由霍尔-佩奇公式也可以得出相同的结论。对图3进一步分析发现, 25%SiC_p/6061Al复合材料热处理后屈服强度大幅增加, 在535℃固溶时6061Al基体的强度最高, 其对应的复合材料屈服强度、抗拉强度也最大, 在510℃、560℃固溶处理的6061Al基体强度相对较低, 对应复合材料的强度也产生相同的变化规律; 25%Al_2O_3/6061Al复合材料屈服强度的提高比25%Al_2O_3/6061Al复合材料的小。同时可以发现, 在535℃、560℃固溶处理得到的复合材料的拉伸曲线基本一致。这说明, 在535℃固溶时基体强度的提高并没有提高25%Al_2O_3/6061Al复合材料的屈服强度, 即当基体强度达到某一值后继续提高基体强度并不会提高25%Al_2O_3/6061Al复合材料的强度, 其原因是增强颗粒开裂的影响。根据Gao的计算, 颗粒所受应力表达式如式(1)所示, 即随着基体屈服强度 σ_y 的提高, 增强颗粒所受应力显著增加, 当应力超过增强颗粒的强度时, 增强颗粒将开裂, 并通过应力的重新分布进一步引起其他颗粒的开裂而产生裂纹引起材料失效。

图4给出了热处理前后复合材料拉伸试样的断口形貌。可以看出, 在热处理前两种类型的复合材料拉伸断口中颗粒开裂较少, 说明在拉伸过程中两种颗粒的开裂都较少。在535℃热处理



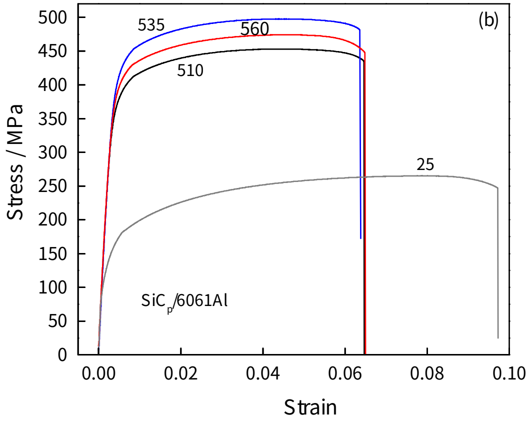


图3 不同固溶温度热处理后复合材料的拉伸曲线

Fig.3 Stress-strain curves of composites with different heat treatment (a) 25%Al_2O_3/6061Al, (b) 25%SiC_p/6061Al

后, 25%Al_2O_3/6061Al复合材料的拉伸断口中颗粒开裂明数量明显多于25%SiC_p/6061Al复合材料。这进一步证明, 基体强度提高后, 随着外力的增大, Al_2O_3颗粒所受应力大于其抗拉强度而开裂。而开裂的Al_2O_3颗粒基本失去了强化作用, 从而间接使增强颗粒有效体积分数减少, 导致复合材料强度下降。根据以上分析, 在基体强度达到一定值后, Al_2O_3颗粒由于强度较低而不再适于对6061铝基体进行强化, 而SiC颗粒由于其抗拉强度较高, 能对较高强度的6061Al基体产生明显的强化作用。

2.3 增强颗粒与基体适配性对颗粒增强铝基复合材料屈服机制的影响

根据2.1节的分析, 25%SiC_p/6061Al、25%Al_2O_3/6061Al复合材料的应力比能间接反映复合材料强化机制的变化。因此, 为了分析热处理强化后基体强度对颗粒开裂的影响以及增强颗粒与基体适配性对复合材料强化机理的影响, 对535℃热处理的两种复合材料的拉伸曲线进行分析对比, 并计算了不同固溶温度条件下, 两种复合材料应力比随应变量

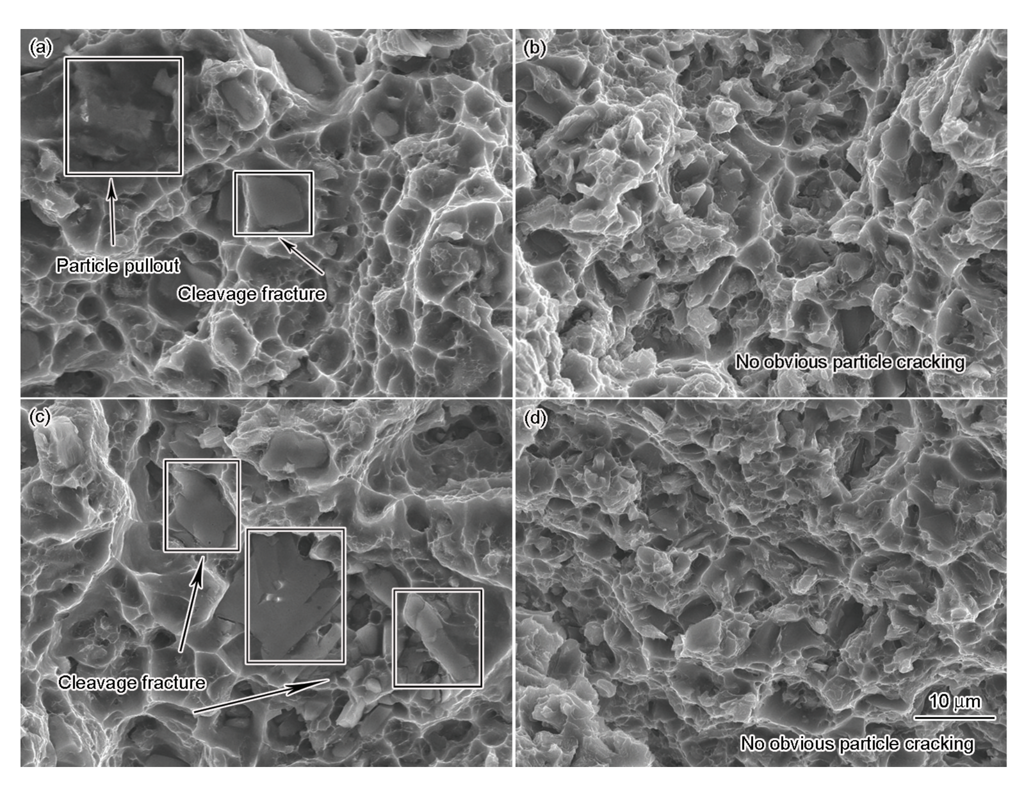
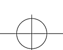


图4 热处理前后复合材料的拉伸断口形貌

Fig.4 Tensile fracture morphologies of composites, (a) Al_2O_3/6061Al composite without solution, (b) SiC_p/6061Al composite without solution, (c) Al_2O_3/6061Al composite with 535℃solution, (d) SiC_p/6061Al composite with 535℃solution

的变化, 结果如图5所示。由图5可见, 当应变量达到0.002左右时, 两种类型复合材料的应力比迅速增加到1.7左右。而2.1节的分析计算结果表明, 在应力传递强化机制和位错强化机制作用下两者的应力比不会超过1.2。进一步观察复合材料应力-应变曲线发现, 此时25%Al_2O_3/6061Al复合材料正好出现屈服现象。其原因可能与Al_2O_3颗粒开裂有关, 因为25%SiC_p/6061Al复合材料不会出现迅速强化, 最大的可能即为25%Al_2O_3/6061Al复合材料的强化作用瞬间降低。图4的断口形貌也表明, 基体强度提高时Al_2O_3颗粒开裂数量较多, 而Al_2O_3大颗粒开裂会造成其失去应力承载作用, 从而使复合材料的强度下降, 导致两种复合材料的应力比迅速升高。而当应变达到0.008以后, 两种复合材料的应力比出现下降, 对应的应力-应变曲线正好是25%SiC/6061Al复合材料出现屈服, 而此时应力比值的下降与少量SiC颗粒的开裂以及位错强化作用的增强有关。图5c和d给出了两种复合材料产生屈服时的应力应变曲线以及对应的应力比。可以更加清楚地看出两种复合材料应力比迅速升高与复合材料的屈服存在密切的联系, 而图2表明未进行热处理的复合材料屈服时, 两种复合材料的应力比并没有出现升高。由此可以对比, 复合材料中增强颗粒与基体的适配关系会引起其屈服机制的变化, 在基体相对于增强颗粒强度较低时(图2), 复合材料的屈服主要由基体屈服控制, 增强颗粒的强度对复合材料屈服现象影响较小, 因此两种复合材料的应力比变化不大, 只是在位错强化作用的综合影响下缓慢下降; 当基体强度相对于增强颗粒较高时(图5), 增强颗粒受力增加使增强颗粒的强度显著影响复合材料的屈服强度。Al_2O_3颗粒的强度较低, 随着受力的增大而开裂, 会显著降低复合材料的强度, 在应力-应变曲线上表现为25%Al_2O_3/6061Al复合材料的屈服。而此时高强度的SiC颗粒并不开裂, 25%SiC_p/6061Al复合材料并不出现屈服, 使两者应力比的瞬间升高, 此时25%Al_2O_3/6061Al复合材料的屈服主要由增强颗粒的开裂引起。

根据以上分析, 对于特定强度的基体, 需要相匹配的强化颗粒来进行强化。强度较低的增强颗粒没有明显强化作用, 甚至会因颗粒开裂而降低基体强度; 当增强颗粒的强度过高时, 限制复合材料强度的因素为基体屈服强度, 即增强颗粒的强化作用产生了"浪费"。因此, 增强颗粒与基体适配性关系可用基体屈服强度σ_{my}、增强颗粒抗拉强度σ_P以及适配性系数P三个参数来表示, 其最佳的适配性关系为$\sigma_P = P\sigma_{my}$, 此时增强颗粒与基体的承载能力均得到



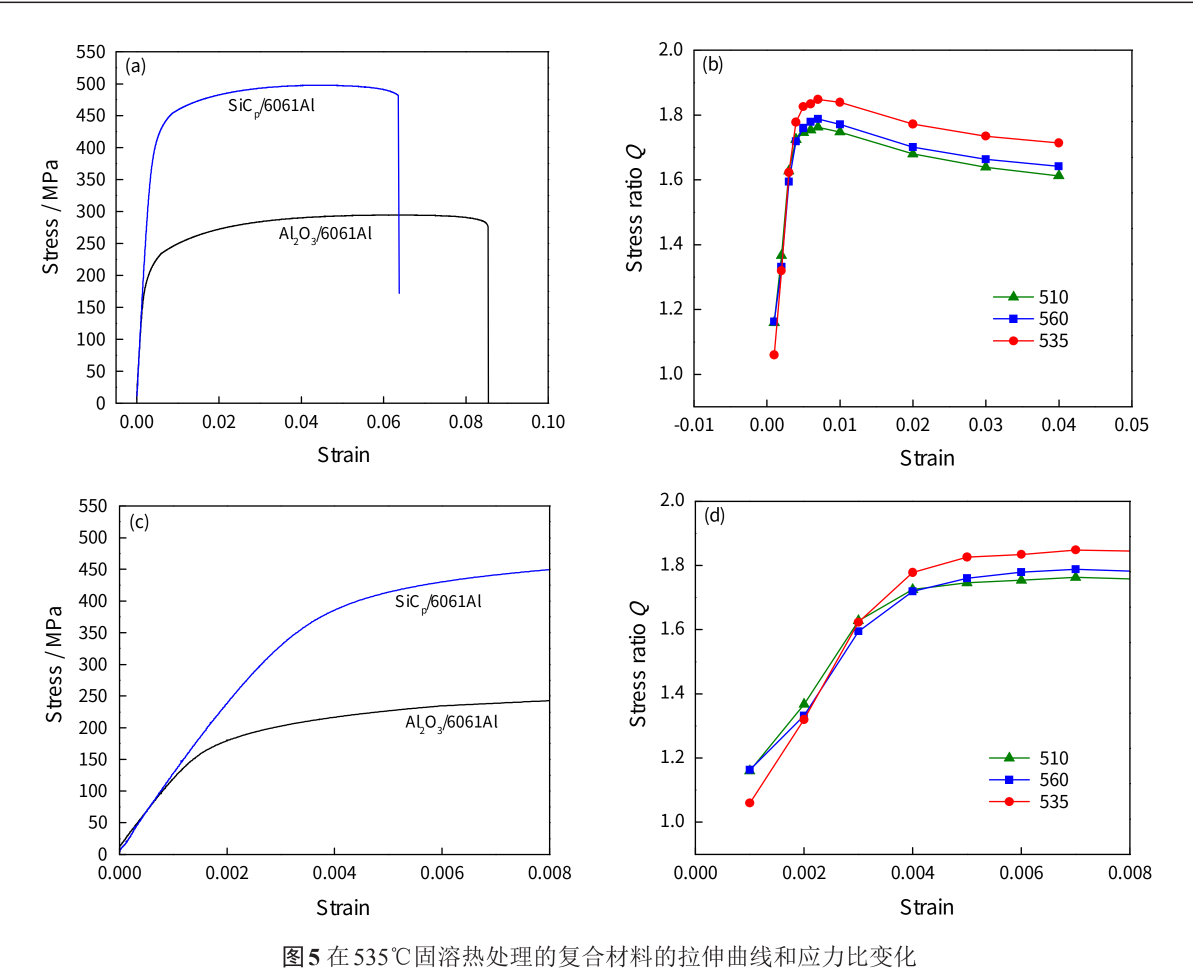


图5 在535℃固溶热处理的复合材料的拉伸曲线和应力比变化

Fig.5 Stress-strain curves and stress ratio-strain curves of composites with 535℃ solution treatment, (a, c) stress-strain curves, (b, d) stress ratio-strain curves

最大程度的利用。由于适配性系数 P 主要受颗粒与基体弹性模量比控制, 对于特定基体, 选择弹性模量大、抗拉强度高的增强颗粒对其强化可得到高强度复合材料。

3 结　论

1. 增强颗粒与基体适配性的关系主要通过影响复合材料的应力传递机制来影响其性能, 位错强化机制受增强颗粒类型的影响较小, 随着复合材料应变量的增大位错强化作用增强, 而应力传递强化作用相对降低。

2. 当6061Al基体强度达到一定值后, Al_2O_3颗粒因强度较低而不再适合对6061铝基体进行强化, 抗拉强度较高的SiC_p对强度较高的6061Al基体有明显的强化作用, 此时继续提高基体强度不会提高25%Al_2O_3/6061Al复合材料的强度, 但是使25%SiC_p/6061Al复合材料的强度显著提高。

3. 在复合材料拉伸过程中, 增强颗粒开裂显著降低其承载能力, 在应力-应变曲线上出现屈服。这种屈服的出现并不是基体屈服引起的, 而是表明增强颗粒强度低而不适合用作增强相。

参 考 文 献

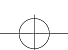
1　WANG Ying, LIU Xiangdong, Present status and development trend of SiC_p/Al composite, Research Studies on Foundry Equipment, **3**, 18(2003)
(王　莹, 刘向东, 碳化硅颗粒增强铝基复合材料的现状及发展趋势, 铸造设备研究, **3**, 18(2003))

2　JIN Peng, LIU Yue, LI Shu, XIAO Bolv, Effects of particle size on tensile property and fracture behavior on particle reinforced metal matrix composites, Chinese Journal of Material Research, **23**(2), 211(2009)
(金　鹏, 刘　越, 李　曙, 肖伯律, 碳化硅增强铝基复合材料的力学性能和断裂机制, 材料研究学报, **23**(2), 211(2009))

3　FAN Jianzhong, SHI Likai, Development and application of particle reinforced aluminum matrix composites, Aerospace Materials and Technology, **1**, 1(2012)
(樊建中, 石力开, 颗粒增强铝基复合材料研究与应用发展, 宇航材料工艺, **1**, 1(2012))

4　CONG Hongtao, ZHONG Rong, CHENG Huiming, LU Ke, Reinforcing effects of SWNTs associated with nano-Al base, Chinese Journal of Material Research, **17**(2), 132(2003)
(丛洪涛, 钟　蓉, 成会明, 卢　柯, 单壁纳米碳管/纳米铝基复合材料的增强效果, 材料研究学报, **17**(2), 132(2003))

5　LI Xia, CHEN Kanghua, HUANG Dawei, Influence of reinforced particle on strength of particle-reinforced Aluminum matrix com-



posites, Aluminium Fabracation, **2**, 9(2006)
(李 侠, 陈康华, 黄大为, 增强颗粒对颗粒增强铝基复合材料强度的影响, 铝加工, **2**, 9(2006))

6 L. Loyd, Particle reinforced aluminum and magnesium matrix composites, International Materials Review, **39**(1), 1(1994)

7 S. G. Song, N. Shi, G. T. Gray, Reinforcement shape effects on the fracture behavior and ductility of particulate-reinforced 6061-Al matrix composites, Metallurgical and Materials Transaction A, **27**, 3739(1996)

8 XU Na, ZONG Yaping, ZHANG Fang, ZUO Liang, Simulation of stress in reinforcements and stress-strain curve of SiC_p/Al-2618 matrix composite , Acta Metall Sinica, **43**(8), 863(2007)
(徐 娜, 宗亚平, 张 芳, 左 良, SiC_p/Al-2618 复合材料的应力-应变曲线和增强颗粒受力的模拟, 金属学报, **43**(8), 863(2007))

9 X. L. Gao, Analytical solution for the stress field around a hard spherical particle in a metal matrix composite incorporating size and finite volume effects, Mathematics and Mechanics of Solids, **13**, 357(2008)

10 Eun U. Lee, Thermal stress and strain in a metal matrix composite with a spherical reinforcement particle, Metallurgical Transactions A, **23A**, 2205(1992)

11 G. I. Taylor, Plastic strain in metal, J. Inst. Metals., **62**, 307(1938)

12 F. Zhang, Y. Huang, K. C. Hwang, S. Qu, C. Liu, A three-dimensional strain gradient plasticity analysis of particle size effect in composite materials, Materials and Manufacturing Processes, **22**, 140(2007)

13 H. Mojia, Z. Wennan, Q. S. Zheng, Explicit expression of Eshelby tensor for arbitrary weakly non-circular inclusion in two-dimensional elasticity, International Journal of Engineering Science, **47**, 1240 (2009)

14 A. Abedini, Z. T. Chen, A micromechanical model of particle-reinforced metal matrix composites considering particle size and damage, Computational Materials Science, **85**, 200(2014)